

**STEEL SHEET EXCELLENT IN IMPACT ABSORPTIVITY AFTER  
NITRIDING TREATMENT, HIGH STRENGTH PRESS-FORMED ARTICLE  
EXCELLENT IN IMPACT ABSORPTIVITY, AND ITS PRODUCTION**

Patent Number: JP11279685  
Publication date: 1999-10-12  
Inventor(s): HASEGAWA KOHEI; MORITA MASAYA; SATO KENTARO; YOSHITAKE AKIHIDE  
Applicant(s):: NKK CORP  
Requested Patent: ☐ JP11279685  
Application Number: JP19990018569 19990127  
Priority Number(s):  
IPC Classification: C22C38/00 ; C22C38/14  
EC Classification:  
Equivalents:

---

**Abstract**

---

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a steel sheet most suitable for producing a high strength press-formed article excellent in impact absorptivity with high dimensional accuracy at a low cost, and to produce a high strength press formed part excellent in impact absorptivity.

**SOLUTION:** This steel sheet excellent in impact absorptivity after nitriding treatment has a composition consisting of, by weight,  $\leq 0.003\%$  C,  $\leq 0.05\%$  Si, 0.1-1% Mn,  $\leq 0.1\%$  P,  $\leq 0.02\%$  S, 0.03-0.06% Sol.Al, 0.0002-0.0015% B,  $\leq 0.003\%$  N, Ti in an amount in the range where the value of Ti\* defined by  $Ti^* = Ti\% - 48/14 \times N\% - 48/12 \times C\% - 48/32 \times S\%$  becomes -0.01 to 0.075%, and the balance Fe with inevitable impurities.

---

Data supplied from the esp@cenet database - I2

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-279685

(43) 公開日 平成11年(1999)10月12日

(51) Int. Cl.  
C22C 38/00  
38/14  
// C23C 8/26

識別記号  
301

F I  
C22C 38/00  
38/14  
C23C 8/26

301 N

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全6頁)

(21) 出願番号 特願平11-18569

(22) 出願日 平成11年(1999)1月27日

(31) 優先権主張番号 特願平10-16949

(32) 優先日 平10(1998)1月29日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000004123

日本鋼管株式会社

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

(72) 発明者 長谷川 浩平

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72) 発明者 森田 正哉

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72) 発明者 佐藤 健太郎

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(74) 代理人 弁理士 鈴江 武彦 (外4名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】窒化処理後の衝撃吸収能に優れた鋼板、衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体およびその製造方法

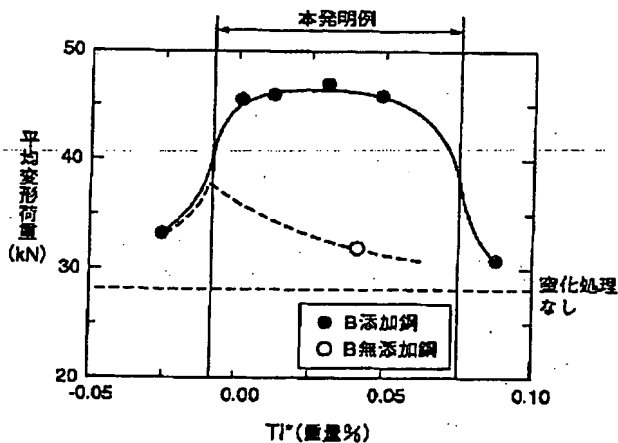
(57) 【要約】

【課題】 衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体を寸法精度よくしかも低コストで製造するのに最適な鋼板、衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体及びその製造方法を提供する。

【解決手段】 重量%で、C: 0.003%以下と、Si: 0.05%以下と、Mn: 0.1~1%と、P: 0.1%以下と、S: 0.02%以下と、Sol. Al: 0.03~0.06%と、B: 0.0002~0.0015%と、N: 0.003%以下と、Tiを下記

(1) 式で定義される  $Ti^*$ : -0.01~0.075%の範囲で含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなることを特徴とする、窒化処理後の衝撃吸収能に優れた鋼板。

$Ti^* \% = Ti \% - 48 / 14 \times N \% - 48 / 12 \times C \% - 48 / 32 \times S \% \cdots (1)$



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、C:0.003%以下と、Si:0.05%以下と、Mn:0.1~1%と、P:0.1%以下と、S:0.02%以下と、Sol. Al:0.03~0.06%と、B:0.0002~0.

$$Ti^* \% = Ti \% - 48 / 14 \times N \% - 48 / 12 \times C \% - 48 / 32 \times S \%$$

... (1)

【請求項2】 鋼成分として、重量%でさらにNb:0.005~0.03%を含有することを特徴とする、請求項1に記載の窒化処理後の衝撃吸収能に優れた鋼板。

【請求項3】 請求項1または2に記載の組成を有する鋼板からなるプレス成形体において、該成形体の板表層部または中央部にわたって窒化層を有し、その断面硬度Hvが150~300であることを特徴とする、衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体。

【請求項4】 請求項1または2に記載の組成を有する鋼板を所定の形状に成形した後、窒化または軟窒化処理を行うことを特徴とする、寸法精度および衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、例えば自動車部品においてはメンバーなどの構造用部材、レインフォースメントなどの補強部材に最適であるが、その他あらゆる衝撃変形時のエネルギー吸収の要求される機械構造用部品に適用できるプレス成形体に係り、この衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体を寸法精度よくしかも低コストで製造するのに最適な鋼板、衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体及びその製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】近年、自動車の燃費向上の要求から車体重量の軽量化が指向されている。また衝突安全性の観点からはボディの高強度、高剛性化さらに高衝撃吸収能に対するニーズが高まっている。これらのニーズを満たすために、強度が必要とされるメンバーなどの構造用部材やレインフォースメントなどの補強部材は従来の軟質鋼板からTS（引張強さ）が340MPa以上の高張力鋼板への転換が図られている。

【0003】しかしながら、高張力鋼板は軟質鋼板と比較すると伸び、r値で劣るため、当然のことながら成形性が低く、複雑形状のプレス成形が困難なのが現状である。

【0004】さらにYP（降伏点）が高くなることに起因してスプリングバックが大きくなり、良好な寸法精度を得ることが困難である。ボディパネルについても耐デント性確保の観点から製品の降伏強度を上げたいが、素材の強度を上げるとプレス後の寸法精度が劣化すると共に、成形性が劣化するため、デザイン上の制約をもたらす。

0.015%と、N:0.003%以下と、Tiを下記

(1)式で定義される $Ti^* : -0.01 \sim 0.075$  %の範囲で含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなることを特徴とする、窒化処理後の衝撃吸収能に優れた鋼板。

【0005】この問題を解決する手段のひとつとして最近、軟質鋼板を成形加工後熱処理を行い強化する技術がある。この方法では鋼板は焼き入れ前は高成形性であり、後の熱処理により高強度化するため、複雑形状のプレスが可能でかつ高強度が得られるという利点がある。しかしながら、焼き入れ時に大入熱を伴うため熱歪みにより変形し、部材の高い寸法精度が得られないという問題がある。

【0006】一方、鋼を熱処理によって硬化させる技術としては、浸炭や窒化が主に歯車等の耐磨耗性が要求される部品で広く使われている。これらの技術は元来、鋳鍛造品の表面硬化技術である。最近では鋼板をプレス成形して工具、機械構造用部品、自動車部品など、耐磨耗性、耐疲労強度、耐焼付性を必要とされる部品に用いる技術が開示されている（特開平9-25543号公報、特開平9-25544号公報）。これらの技術は明細書中でも述べられているように表面硬度を上昇させることにより、自動車駆動伝達部品などにおいて、主として耐磨耗性の向上を目的としており、部材の強度自体を上昇させようとする例えばプレス後焼き入れの技術などとは根本的に技術思想が異なる。従来の窒化鋼は表面硬度の上昇は大きいものの、表層に著しい硬化層が生成することに起因して靱性が劣化する問題があった。また、この硬化層の厚さは従来は高々400μm程度であるので、中心の窒化されない層が残留し、プレス成形部材全体の強度に対しては十分な効果が得られない。

【0007】窒化または軟窒化性に優れた鋼板として、特開昭54-21916号公報、特開昭55-76046号公報、特開平1-96330号公報、特開平8-35013号公報、特開平9-25517号公報には種々の技術が開示されている。

【0008】また、特開平6-136438号公報にはε-Cuの析出強化を窒化と併用して板内部も硬化する技術が開示されている。

## 【0009】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら特開昭54-21916号公報は耐磨耗性、耐疲労特性を意図したもので、本発明が目的とする機械構造用部品用途にはTi濃度が高すぎ、またCrを含有しているという理由で破壊強度、靱性において劣る。さらに本先行文献には、Ti濃度が本発明において際だって窒化後の強度靱性が優れることは示されていない。特開昭55-76046号公報、特開平9-25517号公報はCr添加が

必須であるが、Crは表面硬化層の硬さを高める効果があるが、脆化をもたらすので靱性の必要な機械構造用部品用窒化鋼板には添加してはならない。また添加元素が高価であるので工業的に好ましくない。特開平1-96330号公報は板製造段階で窒化するもので、本発明とは技術思想が異なる。また本先行文献には本発明の請求項に示したごとく限られたC、Tiの範囲において特に窒化後の強度と靱性が優れることは示されていない。特開平8-35013号公報に開示の技術は本発明と比較すると窒化による強度上昇に寄与する固溶Ti量が十分でないため、窒化後の強度に優れない。

【0010】また、特開平6-136438号公報のCu添加鋼は熱延時にCuの共晶融解に起因する表面欠陥の発生が顕著で、良好な表面性状が要求される部品に対しては適用できない。

【0011】このように従来技術では、自動車軽量化に必須の高い衝撃吸収能を有する高強度部材を高い寸法精度で製造することは困難であった。

$$Ti^* \% = Ti \% - 48 / 14 \times N \% - 48 / 12 \times C \% - 48 / 32 \times S \% \quad \dots (1)$$

(2) 本発明の鋼板は、鋼成分として、重量%でさらにNb: 0.005~0.03%を含有することを特徴とする、上記(1)に記載の窒化処理後の衝撃吸収能に優れた鋼板である。

【0016】(3) 本発明の成形体は、上記(1)または(2)に記載の組成を有する鋼板からなるプレス成形体において、該成形体の板表層部または中央部にわたって窒化層を有し、その断面硬度Hvが150~300であることを特徴とする、衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体である。

【0017】(4) 本発明の成形体の製造方法は、上記(1)または(2)に記載の組成を有する鋼板を所定の形状に成形した後、窒化または軟窒化処理を行うことを特徴とする、寸法精度および衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体の製造方法である。

【0018】

【発明の実施の形態】本発明者らは、上記の課題を解決すべく鋭意研究を重ねた結果、以下の知見を得るに至った。

【0019】C: 0.003%以下の極低炭素鋼において、Tiを $Ti^* \% = Ti \% - 48 / 14 \times N \% - 48 / 12 \times C \% - 48 / 32 \times S \%$ で定義される $Ti^* \%$ を-0.01~0.075%にすることにより窒化による最適な強度上昇量が得られる。さらに、Bを0.002~0.0015%添加することは高い強度を得ながら窒化後の脆性破壊を抑制し、高い衝撃吸収能を得るために不可欠である。一方、プレス成形性などの素材特性及び製造性の観点から本発明の請求項1の如く添加元素を制御することにより、窒化後衝撃吸収能に優れた鋼板を提供する。また、上記鋼板を成形後窒化または軟窒化処

【0012】本発明の目的は、衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体を寸法精度よくしかも低コストで製造するのに最適な鋼板、衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体及びその製造方法を提供することにある。

【0013】

【課題を解決するための手段】前記課題を解決し目的を達成するために、本発明は以下に示す手段を用いている。

【0014】(1) 本発明の鋼板は、重量%で、C: 0.003%以下と、Si: 0.05%以下と、Mn: 0.1~1%と、P: 0.1%以下と、S: 0.02%以下と、Sol. Al: 0.03~0.06%と、B: 0.0002~0.0015%と、N: 0.003%以下と、Tiを下記(1)式で定義される $Ti^* : -0.01 \sim 0.075\%$ の範囲で含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなることを特徴とする、窒化処理後の衝撃吸収能に優れた鋼板である。

【0015】

理を行うことにより成形時は成形性及び形状凍結性に優れ、その後、窒化または軟窒化処理を行うことにより、寸法精度を損なうことなく高い衝撃吸収能を有するプレス成形体の製造が可能となる。

【0020】以上の知見に基づき本発明者らは、C: 0.003%以下の極低炭素鋼においてTi全添加量から窒化物、炭化物、硫化物及びその複合体を除いた量で定義される固溶Ti濃度( $Ti^*$ )を一定範囲内に制御し、さらにBを一定量添加するようにして、プレス成形性と窒化処理後の衝撃吸収能に優れた鋼板を見出し、また、この鋼板を所定の形状に成形後窒化または軟窒化処理を行うようにして、衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体及びその製造方法を見出し、本発明を完成させた。

【0021】即ち、本発明は、鋼組成及びプレス成形体の製造条件を下記範囲に限定することにより、衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体を寸法精度よくしかも低コストで製造するのに最適な鋼板、衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体及びその製造方法を提供することができる。

【0022】以下に、本発明の成分添加理由、成分限定理由、及びプレス成形体の製造条件について説明する。

【0023】(1) 成分組成範囲

$Ti^* : -0.01 \sim 0.075\%$ 、但し、 $Ti^* \% = Ti \% - 48 / 14 \times N \% - 48 / 12 \times C \% - 48 / 32 \times S \%$ 。

【0024】Tiは本発明の最も重要な化学成分のひとつで、Tiの全添加量のうち窒化物、炭化物、硫化物およびその複合体を形成しているものを除いた固溶Tiの制御が窒化後の強度と靱性の両立に不可欠である。固溶

Tiは式 $Ti\% = Ti\% - 48 / 14 \times N\% - 48 / 12 \times C\% - 48 / 32 \times S\%$ で定義され、これを0.01~0.075%の範囲に制御することが必要である。これが0.01%未満では窒化により強度上昇が十分でなく、高い強度が得られない。一方、これが0.075%を超えると窒化後に部材が脆化するため、高い衝撃吸収エネルギーが得られない。

【0025】C:0.003%以下  
C濃度が0.003%を超えるとTiCを微細析出するため鋼板強度が上昇し、著しく成形性を低下する。従ってCは0.003%以下にしなければならない。

【0026】Si:0.05%以下  
Siが0.05%を超えると固溶強化のために強度が上昇し、成形性の低下を招く。従って、その含有量の上限は0.05%である。

【0027】Mn:0.1~1%  
Mnは固溶SとともにMnSとして析出してSに起因する表面疵を抑制する。0.1%未満ではその効果が十分でなく、1%を超えると固溶強化により強度が上昇し成形性が低下する。従って、その含有量は0.1~1%である。

【0028】P:0.1%以下  
PはMnやSiと同様に固溶強化元素であり、0.1%を超えると成形性が著しく劣化する。従って、その含有量の上限は0.1%である。

【0029】S:0.02%以下  
Sは前述したように表面疵の原因となるので0.02%以下に制御する必要がある。

【0030】Sol. Al:0.03~0.06%  
Sol. Alは脱酸材として添加される。0.03%未満ではその効果が十分でない。また0.06%を超えて添加してもその効果は飽和し、不経済であるので0.06%以下である。

【0031】N:0.003%以下  
Nは固溶Nとして焼鈍時にr値向上に適当な集合組織の生成を妨げたり、歪み時効により成形時にストレッチャーストレインマークを発生させ、さらに窒化時に強化に寄与する固溶TiをTiNとして固定するため、窒化の効果を減じるため、出来るだけ低減することが望ましい。0.003%を超えるとその悪影響が顕著となるので0.003%以下にする必要がある。

【0032】B:0.0002~0.0015%  
Bは本発明の重要な構成元素でありBを0.0002~0.0015%添加することにより窒化後の材料を衝撃変形した際、割れが発生し難くなり、衝撃吸収能が著しく上昇する。この詳細機構は不明であるもののBが粒界に偏析することにより粒界を強化し窒化後の局部変形能を向上させた可能性がある。この効果は0.0002%未満では十分でなく、0.0015%を超える粒界強化の効果が飽和するばかりでなく固溶Bによる強度上昇の

ために延性の低下を招く。またr値も低下するため成形性が著しく劣化する。

【0033】本発明では、上記の元素の他に、素材成形性を向上させる目的で、さらにNbを以下の範囲で含有してもよい。

【0034】Nb:0.005~0.03%  
Nbは素材のr値及び伸びを向上させる効果がある。しかし、0.005%未満ではその効果がなく、0.03%を超えるとその効果が飽和し、コスト高となるので、特に高い素材成形性が必要な用途においては0.005~0.03%添加する必要がある。

【0035】また、Cuは熱間圧延時に共晶融解し、表面性状を著しく劣化させるので0.1%以下にすることが望ましい。

【0036】上記の成分組成範囲に調整することにより、衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体を寸法精度よくしかも低コストで製造するのに最適な鋼板を得ることが可能となる。

【0037】また、このような特性のプレス成形体は以下の製造方法により製造することができる。

【0038】(2) プレス成形体製造工程

(製造方法) 上記(1)の成分組成を有する鋼板を用いてまず、プレス成形により所定の形状に成形する。上記鋼板はプレス成形性および形状凍結性に優れるため、複雑形状のプレス成形体を寸法精度よく成形することが可能である。その後窒化または軟窒化処理を行う。窒化、軟窒化処理はガス窒化でもプラズマ(イオン)窒化でも効果は同様である。窒化処理条件は表面硬化を目的とする従来の場合と同様で問題なく、窒化温度は500~600℃、窒化時間は1~10時間程度が適当である。

【0039】上記(1)の組成を含有する鋼板に対し窒化処理または軟窒化処理を施す理由は、板厚方向に均一硬度分布を有する硬化層(窒化層)を生成させて強化させるためである。窒化処理の温度が低いまたは時間が短い場合、この窒化の効果が十分でない。

【0040】上記の製造方法により、得られる本発明のプレス成形体は、該成形体の板表層部または中央部にわたって窒化層を有し、その断面硬度Hvが150~300であることを特徴とする。この窒化層は均一に板中央部まで形成されるのが望ましい。

【0041】断面硬度Hvの最小値が150未満では、窒化の効果が十分でない。Hvを150としたのはTS:45kg/mm<sup>2</sup>素材を用いた場合の部材と同等の強度を基準とした。一方、窒化後に断面硬度の最大値(一般に表面硬度)がHv300を超えると、衝撃変形時に割れ発生が顕著となり、高い吸収エネルギーは得られない。従って窒化処理後の表面硬度(Hv)は300以下にする必要がある。

【0042】このように上記(1)の成分を有し、窒化処理または軟窒化処理を行ったプレス成形体は良好なす

法精度、高強度を有し、脆化することもないため高い衝撃吸収能を有する。

【0043】また上記の方法により良好な寸法精度、高強度を有し、高い衝撃吸収能を有する部材の製造が可能である。

【0044】なお、本発明では、鋼板の製造条件については特に限定されない。即ち、鋼の溶製方法、鋼板製造時の圧延方法及び熱処理方法は、通常採用される条件であればよい。

【0045】以下に本発明の実施例を挙げ、本発明の効果 10 を立証する。

【0046】

【実施例】表 1 に示すような種々の化学成分、濃度を含有する板厚 1.2 mm の冷延鋼板 (A ~ D : 本発明鋼、E ~ I : 比較鋼) を用いた。窒化処理はガス軟窒化法を用い、 $\text{NH}_3$ 、 $\text{N}_2$ 、 $\text{H}_2$ 、 $\text{CO}$  混合ガス中で  $570^\circ\text{C} \times 2$  時間で行った。窒化後に引張試験を行い YP (降伏点)、TS (引張強さ)、E1 (伸び) を求め、窒化前の引張特性 (YP, TS, E1, r 値) と比較して窒化 20 による特性変化を調査した。

【0047】また板厚方向の断面硬度分布をビッカース硬度 (荷重 10 g) により  $100 \mu\text{m}$  ピッチで測定し、最大値 ( $\text{Hv max}$ )、最小値 ( $\text{Hv min}$ ) を求めた。衝撃吸収能は 40 mm 角の正方形断面を持つ長さ 200 mm のハット型コラム試験片を変形速度約 10 m/秒で衝撃的に変形したときの平均変形荷重で評価した。吸収エネルギーは平均変形荷重と変位量の積で表されるので、一定量変形までの吸収エネルギーは平均変形荷重に比例する。

【0048】表 2 に示すように本発明鋼 A ~ D は窒化前 30 素材は低 YP であるためスプリングバック量は小さく、伸びは 50 % 以上で成形性は良好である。これらの鋼を

表 1. 試験材の化学成分

鋼種 記号	化 学 成 分 (重量%)											備 考
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Ti	Nb	B	Ti*	
A	0.0015	0.01	0.22	0.008	0.010	0.042	0.0025	0.041	tr	0.0003	0.011	本発明鋼
B	0.0025	0.01	0.18	0.007	0.009	0.047	0.0025	0.062	tr	0.0007	0.030	本発明鋼
C	0.0020	0.01	0.19	0.009	0.010	0.045	0.0025	0.079	tr	0.0005	0.047	本発明鋼
D	0.0020	0.01	0.21	0.010	0.009	0.041	0.0020	0.029	0.015	0.0004	0.001	本発明鋼
E	0.0025	0.01	0.19	0.009	0.010	0.051	0.0025	0.009	tr	0.0005	-0.025*	比較鋼
F	0.0018	0.01	0.20	0.009	0.007	0.052	0.0030	0.069	tr	tr*	0.041	比較鋼
G	0.0023	0.01	0.21	0.010	0.009	0.049	0.0028	0.071	tr	0.0018	0.039	比較鋼
H	0.0022	0.01	0.18	0.008	0.010	0.043	0.0025	0.120	tr	0.0005	0.088*	比較鋼
I	0.025*	0.01	0.28	0.010	0.009	0.050	0.0031	0.010	tr	tr*	-0.114*	比較鋼

注) (1)  $\text{Ti}^* (\%) = \text{Ti} (\%) - 48/14\text{N} (\%) - 48/12\text{C} (\%) - 48/32\text{S} (\%)$

\*印は本発明の範囲から外れていることを表す。

窒化処理すると TS (引張強さ) において  $300 \text{ MPa}$  以上の著しい強度上昇を示した。また断面硬度 ( $\text{Hv}$ ) は 150 以上で板厚方向の分布も 30 以下と小さい。平均変形荷重は素材の値が本実施例ではいずれも約 28 kN であるのに対し 45 kN 以上と 70 % 以上向上した。

【0049】これに対して、 $\text{Ti}^*$  が本発明の範囲に対して低い比較鋼 E, I は窒化による強度上昇が少なくいずれも  $\text{Hv min}$  が 150 未満である。そのため平均変形荷重の増加も少なく不適である。また、 $\text{Ti}^*$  が本発明の範囲を超える比較鋼 H は強度の上昇は大きい  $\text{Hv max}$  が 300 を超えるため脆性的に破壊し、高い吸収エネルギーが得られない。また B を添加していない比較鋼 F は衝撃変形させると脆性的に破壊するため吸収エネルギーが低い。B 含有量が本発明の範囲を超えて高い比較鋼 G は伸び (E1) および r 値の低下のために成形性が低く、複雑形状の部材成形には適さなかった。

【0050】図 1 に、表 1, 2 に示した各供試鋼のうち  $\text{Ti}^*$  (重量%) を変量した B 添加の本発明鋼 A, B, C, D, 比較鋼 E, H と、B 無添加の比較鋼 F の  $\text{Ti}^*$  と平均変形荷重の関係を示す。本発明範囲である B を 0.0002 ~ 0.0015 % 含有し、かつ  $\text{Ti}^*$  が 0.01 ~ 0.075 % の範囲の本発明鋼 A, B, C, D は窒化処理により極めて高い吸収エネルギーを有し、メンバー、レインフォースメントなどの衝撃吸収能に優れた高強度自動車構造用部材および補強部材に最適であることがわかる。

【0051】また本発明の請求項 1 に記載する鋼板を用い、プレス後窒化処理を行うことにより衝撃吸収能および寸法精度に優れたプレス成形体が容易に製造可能なことがわかる。

【0052】

【表 1】

【0053】

【表 2】

表 2. 試験材の評価結果

鋼種 記号	窒化前引張特性				窒化後引張特性						平均変形 荷重 (kN)	備考
	Y P (MPa)	T S (MPa)	E l (%)	r 値	Y P (MPa)	T S (MPa)	$\Delta T S$ (Δl) (MPa)	E l (%)	H v min	H v max		
A	150	290	52.2	1.85	550	620	330	27.5	195	213	46.0	本発明鋼
B	170	300	54.3	1.93	580	650	350	27.0	210	234	47.0	本発明鋼
C	175	310	55.2	2.03	630	700	390	26.0	223	240	46.0	本発明鋼
D	180	310	53.5	1.84	540	615	305	28.0	202	220	45.5	本発明鋼
E	180	290	48.0	1.70	370	460	170	32.5	125 *	137 *	33.0	比較鋼
F	155	290	51.0	2.11	620	700	410	27.0	231	235	32.0	比較鋼
G	190	330	46.5	1.59	660	730	400	25.7	245	248	48.0	比較鋼
H	190	315	50.5	2.01	580	750	435	6.0	144 *	330 *	31.0	比較鋼
I	190	305	51.0	1.25	340	440	135	35.2	136 *	152	36.0	比較鋼

注) (i)  $\Delta T S = T S$  (窒化後) -  $T S$  (窒化前)

\*印は本発明の範囲から外れていることを表す。

## 【0054】

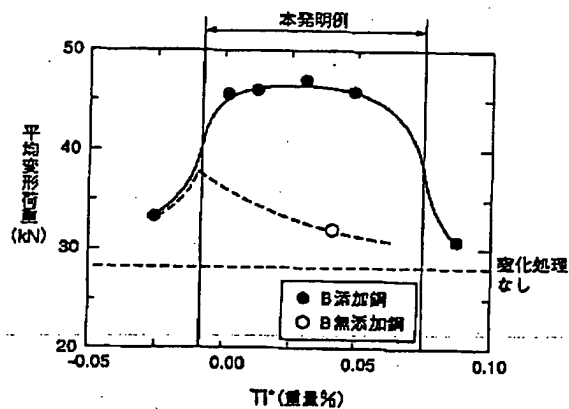
【発明の効果】以上、説明したように本発明によれば、鋼組成及び製造条件を特定することにより、衝撃吸収能に優れた高強度プレス成形体が寸法精度よくしかも低コストで製造することが可能となり、産業上極めて有用な

効果が期待できる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】本発明の実施例に係る鋼板の  $Ti^*$  (重量%) と平均変形荷重の関係を示す図。

【図 1】



フロントページの続き

(72)発明者 吉武 明英

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内